

# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 08-120407

(43)Date of publication of application : 14.05.1996

---

(51)Int.Cl. C22C 38/00  
C21D 9/56

---

(21)Application number : 07-210661

(71)Applicant : KOBE STEEL LTD

(22)Date of filing : 18.08.1995

(72)Inventor : SHIKAISO MASATO  
IBARAKI NOBUHIKO  
MAKII KOICHI  
MIYAMOTO ATSUYUKI



---

(30)Priority

Priority number : 06207437 Priority date : 31.08.1994 Priority country : JP

---

**(54) STEEL WIRE HAVING HIGH STRENGTH, HIGH TOUGHNESS, AND HIGH DUCTILITY  
AND ITS PRODUCTION**

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce a steel wire with high strength, high ductility, and high toughness, in which deterioration in strength at the time of temp. rise treatment at plating, etc., and superior strength is produced and which has excellent ductility and high toughness and causes no longitudinal crack, e.g. at the time of twisting, from a quite new standpoint different from the preconceived idea indicated by the conventional technique.

CONSTITUTION: This steel wire is essentially composed of one or more structures selected from the group consisting of fine pearlite, pseudo-pearlite, and bainite, and further, the average grain size of carbides in the structure is regulated to 10-50nm, preferably 10-30nm.

---

## LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 20.06.1997

[Date of sending the examiner's decision of  
rejection]

[Kind of final disposal of application other than

the examiner's decision of rejection or  
application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3384204

[Date of registration] 27.12.2002

[Number of appeal against examiner's  
decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's  
decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平8-120407

(43)公開日 平成8年(1996)5月14日

(51)Int.Cl.<sup>6</sup>  
C 22 C 38/00  
C 21 D 9/56

識別記号 301 Y  
府内整理番号 102

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数9 OL (全14頁)

(21)出願番号 特願平7-210661  
(22)出願日 平成7年(1995)8月18日  
(31)優先権主張番号 特願平6-207437  
(32)優先日 平6(1994)8月31日  
(33)優先権主張国 日本 (JP)

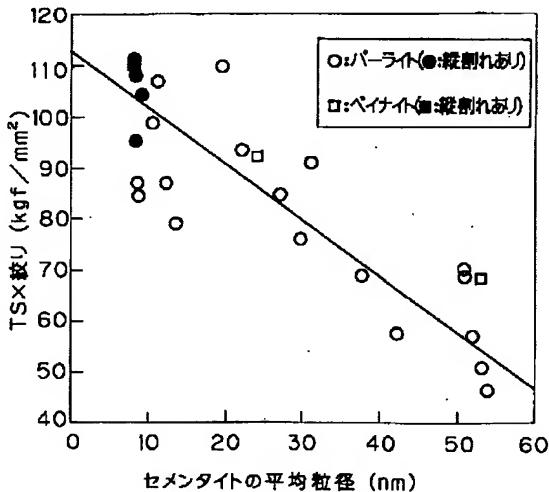
(71)出願人 000001199  
株式会社神戸製鋼所  
兵庫県神戸市中央区灘浜町1丁目3番18号  
(72)発明者 鹿島 正人  
兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会  
社神戸製鋼所神戸製鉄所内  
(72)発明者 茨木 信彦  
兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会  
社神戸製鋼所神戸製鉄所内  
(72)発明者 楠井 浩一  
兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号  
株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内  
(74)代理人 弁理士 植木 久一  
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 高強度高韌・延性鋼線およびその製造方法

(57)【要約】

【課題】 めっき時等の昇温処理の際における強度低下を抑制して優れた強度を發揮することができると共に延性にも優れ、且つ高韌性を示して捻回時等に縦割れを発生しない様な高強度高韌・延性鋼線材を実現しようとするものであり、しかも従来技術に開示された既成概念とは違う全く新しい観点からそれを達成する。

【解決手段】 微細パーライト、擬似パーライトおよびペイナイトよりなる群から選ばれる1種以上の組織を主体とする鋼線であり、前記組織中の炭化物の平均粒径が10~50nm、好ましくは10~30nmである。



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 微細パーライト、擬似パーライトおよびベイナイトよりなる群から選ばれる1種以上の組織を主体とした鋼線であり、前記組織中の炭化物の平均粒径が10～50nmであることを特徴とする高強度高韌・延性鋼線。

【請求項2】 微細パーライト組織を主体とした鋼線であり、前記微細パーライトを構成するラメラセメンタイト中のセメンタイト結晶粒の平均粒径が10～50nm\*

$$2.14 \times 1nR + 6.56 \leq D \leq 2.14 \times 1nR + 46.6 \quad \dots (1)$$

【請求項5】 前記組織中の炭化物の平均粒径D(μm)と線径R(mm)が、下記(2)式の関係を満足す\*

$$2.14 \times 1nR + 6.56 \leq D \leq 2.14 \times 1nR + 26.6 \quad \dots (2)$$

【請求項6】 微細パーライト組織を主体とした鋼線であり、前記微細パーライトを構成するラメラセメンタイト中のセメンタイト結晶粒の平均粒径Dが前記(1)式または(2)式を満足するものである請求項4または5に記載の高強度高韌・延性鋼線。

【請求項7】 請求項1～6のいずれかに記載の高強度高韌・延性鋼線を製造するにあたり、伸線における真歪20法。

$\epsilon$ を1.0～5.0とすると共に、最終均熱温度T<sub>B</sub>を★

$$D = -108.7 - 12.9 \times [Si] + 16.4 \times \epsilon + 0.320 \times T_B - 17.6 \times 10^3 H_R \quad \dots (3)$$

但し、[Si]：鋼線中のSi含有量(質量%)

H<sub>R</sub>：T<sub>B</sub> - 100°CからT<sub>B</sub> - 20°C間までの平均加熱速度(°C/秒)

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、PC鋼線、亜鉛めっき鋼線、ばね用鋼線、吊り橋用ケーブル等に代表される高炭素溶めっき鋼線や、スチールコードワイヤ等に代表される2相めっき拡散熱処理を受ける高炭素鋼線、即ち冷間加工後に昇温処理を受ける鋼線、およびその様な鋼線を製造する為の方法に関するものであり、特にめっき時の昇温処理の際ににおける強度低下を抑制して優れた強度を発揮すると共に、韌性および延性にも優れた高強度高韌・延性鋼線およびその製造方法に関するものである。尚本発明で対象とする鋼線は、上記の様な高炭素鋼線に限らず、後記実施例に示す様なC含有量が0.6%程度の中炭素鋼線も含む趣旨であるが、以下では高炭素鋼線を代表的に取り上げて説明を進める。

## 【0002】

【従来の技術】耐食性が要求されるPC鋼線や吊り橋用ケーブル等を製造するに当たっては、高炭素鋼線にパテンディング処理を行なった後伸線加工し、その後溶融亜鉛めっき等が施されるのが一般的である。こうした製造工程において、鋼線は伸線加工時に高強度化が図られるのであるが、溶融めっき時の昇温処理の際に強度が低下してしまうという問題がある。また伸線によって強度を高めれば高める程、めっき処理時の強度低下が大きくな☆50

\*である請求項1に記載の高強度高韌・延性鋼線。

【請求項3】 平均粒径が10～30nmである請求項1または2に記載の高強度高韌・延性鋼線。

【請求項4】 微細パーライト、擬似パーライトおよびベイナイトよりなる群から選ばれる1種以上の組織を主体とした鋼線であり、前記組織中の炭化物の平均粒径D(μm)と線径R(mm)が、下記(1)式の関係を満足するものであることを特徴とする高強度高韌・延性鋼線。

$$2.14 \times 1nR + 46.6 \quad \dots (1)$$

※るものである請求項4に記載の高強度高韌・延性鋼線。

$$2.14 \times 1nR + 26.6 \quad \dots (2)$$

★700°C以下にして操業することを特徴とする高強度高韌・延性鋼線の製造方法。

【請求項8】 最終均熱温度T<sub>B</sub>が300～500°Cである請求項7に記載の製造方法。

【請求項9】 平均粒径D(μm)が下記(3)式を満足する様に操業する請求項7または8に記載の製造方

30 法。

【0003】上記のような溶融めっき等の昇温処理が施される高炭素鋼線の強度を高める手段としては、Siを高めに添加することが有効であることが知られている。即ち、Siの添加は、パテンディング処理後の鋼線強度を上昇させて伸線後の鋼線強度も上昇させる効果と、鋼線の焼入れ性を向上させて初析セメンタイトの析出を抑制する効果もある。しかもSiは、めっき処理における強度低下を抑制し、溶融めっき鋼線の高強度化には非常に有効な元素であると言われている。こうした観点から、溶融めっきが施される鋼線にSiを高めに添加する技術が、これまでに数多く提案されている。例えば特開平4-246125号には、Siを最大1.3%まで添加した鋼線に溶融めっきを施し、その後矯正およびブルーイングを施すことが開示されている。また特開平4-40 325627号には、伸線加工量に応じてSi添加量を限定することが開示されている。更に、特開平6-33855号には、鋼線強度や線径に応じてSi添加量を制御することが開示されている。

【0004】一方、上記のような溶融めっき鋼線において、その韌性を評価するうえで重要な特性の一つである捻回試験における縦割れ発生最高強度は、鋼線の線径に依存していることが知られており、線径が大きくなればなる程その縦割れ発生限界強度は低下する。こうした観点から、例えば特開平3-249129号には、機械的に矯正を加えて縦割れの発生を抑制する技術が提案さ

れている。

【0005】即ち、鋼線の高強度や高韌性を達成する為にこれまで提案されてきた技術は、高炭素鋼線の化学成分組成や製造条件を適正化するものが殆どである。また上記の様な鋼線は、延性に優れていることも重要である。

#### 【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明は上記の様な事情に着目してなされたものであって、めつき時等の昇温処理の際ににおける強度低下を抑制して優れた強度を発揮すると共に延性にも優れ、且つ高韌性を示して捻回時等に縦割れを発生しない様な高強度高韌・延性鋼線を実現しようとするものであり、しかも従来技術に開示された既成概念とは違う全く新しい観点からそれを達成することにある。

#### 【0007】\*

$$2.14 \times 1nR + 6.56 \leq D \leq 2.14 \times 1nR + 46.6 \quad \dots (1)$$

この高強度高韌・延性鋼線においては、前記組織中の炭化物の平均粒径D(μm)と線径R(mm)が、下記

$$2.14 \times 1nR + 6.56 \leq D \leq 2.14 \times 1nR + 26.6 \quad \dots (2)$$

【0010】尚この高強度高韌・延性鋼線において、組織が微細パーライトを主体としたものである場合には、ラメラセメンタイト中のセメンタイト結晶粒の平均粒径Dが前記(1)式または(2)式を満足するものであれば、上記課題が解決できる。

【0011】上記いずれかの高強度高韌・延性鋼線を製造するに当たっては、伸線における真歪εを1.0~★

$$D = -108.7 - 12.9 \times [Si] + 16.4 \times \epsilon + 0.320 \times T_B - 17.6 \times \log H_R \quad \dots (3)$$

但し、[Si]：鋼線中のSi含有量(質量%)

H<sub>R</sub> : T<sub>B</sub> - 100°CからT<sub>B</sub> - 20°C間までの平均加熱速度(°C/秒)

#### 【0013】

【発明の実施の形態】本発明者らは、微細パーライト組織からなる鋼ではこれまでに検討されたことのないナノメータ(nm)レベルでの結晶学的立場から研究を重ねてきた。その結果、冷間加工条件や焼戻条件を適切に制御することによって、ラメラセメンタイト形態をナノメータ(nm)レベルのセメンタイト結晶(以下、「ナノ結晶」と呼ぶ)にすることに成功した。そして、図1に示す様に(但し、線径が5mmの結果)、[引張強さ(TS)×絞り]で表現される局部延性能と、ナノ結晶状態のセメンタイトの平均粒径の間には、鋼線の化学成分組成に関わらず、非常に高い相関性が認められること、および前記セメンタイトの平均粒径を適切にすることによって、高韌性を示して縦割れが発生しなくなること等を見出し、本発明を完成した。即ち、微細パーライト組織からなる鋼線の高強度・高延性バランスを最適化すると共に高韌性を達成するには、ラメラセメンタイト中のナノ結晶状態セメンタイトの平均粒径を適切な範囲☆50

\* 【課題を解決するための手段】上記課題を解決することのできた本発明とは、微細パーライト、擬似パーライトおよびベイナイトよりなる群から選ばれる1種以上の組織を主体とした鋼線であり、前記組織中の炭化物の平均粒径が10~50nmである点に要旨を有する高強度高韌・延性鋼線である。

【0008】上記高強度高韌・延性鋼線において、組織が微細パーライトを主体としたものである場合には、ラメラセメンタイト中のセメンタイト結晶粒の平均粒径が10~50nmであれば上記課題が解決できる。

【0009】また微細パーライト、擬似パーライトおよびベイナイトよりなる群から選ばれる1種以上の組織を主体とした鋼線であり、前記組織中の炭化物の平均粒径D(μm)と線径R(mm)が、下記(1)式の関係を満足することによっても、上記課題を解決することができる。

$$2.14 \times 1nR + 46.6 \quad \dots (1)$$

※(2)式の関係を満足するものであることが好ましい。

$$2.14 \times 1nR + 26.6 \quad \dots (2)$$

★5.0とすると共に、最終均熱温度T<sub>B</sub>を700°C以下にして操業する様にすれば良い。またこの製造方法においては、最終均熱温度T<sub>B</sub>は300~500°Cであることが好ましい。

【0012】また本発明の上記製造方法のより具体的な実施形態としては、平均粒径D(μm)が下記(3)式を満足する様に操業することが挙げられる。

30☆に制御すれば良く、これによって更なる高強度且つ高韌・延性を有する高炭素鋼線材が実現できたのである。

【0014】上記ラメラセメンタイトは、学術的には一枚の単結晶と考えられており、ナノ結晶状態を呈することから、現在までに知られていない。本発明は、ラメラセメンタイトをナノ結晶状態で形態制御するという斬新な着想のもとでなされたものであり、これまでの既存の技術とは、全く違う観点からなされたものである。

【0015】尚これまでにも、鋼線の結晶組織に関する研究もいくつかなされているが、いずれもラメラセメンタイトをナノ結晶状態で形態制御するものではない。例えば、「日本金属学会誌」(第37巻、1973年、第875頁)には、粗大な球状セメンタイトの下部組織観察を行ない、粗大なセメンタイトにおける下部組織と延性に関して調査されているが、この研究はラメラセメンタイトのナノ結晶状態に関する研究ではない。また「日本金属学会誌」(第40巻、1976年、第874頁)には、粗大なセメンタイトの回復過程に関する研究について発表されているが、熱処理中の転位の回復について捉えたものである。更に、「ISIJ」(Vol.17, P.144, 1977, A. Inoue AND T. Masumoto Trans.)には、粗大

なセメンタイトの形態挙動に関する合金元素の影響についての研究がなされているが、冷間加工導入転位密度の増加に及ぼす各種合金元素の影響に関するものであり、やはりナノ結晶状態形態の制御に関する研究ではない。また「日本金属学会誌」(第7巻、第13回学会賞記念講演、1968年、第363~371頁)には、抽出残渣法による検討から、冷間加工によってラメラセメンタイトの球状化が促進されること、および球状化後のラメラセメンタイトの形態は微細且つ均一なものとなるとの報告がなされている。しかしながら、この研究においても、セメンタイトがナノ結晶状態を呈することについては何ら記載されておらず、ましてナノ結晶と機械的性質との関係については定量的な記載は存在しない。

【0016】本発明の鋼線における炭化物の形態を限定した理由について、線径が5mmの鋼線を中心とし詳\*

セメンタイトの平均粒径 =

(観察した範囲のラメラセメンタイト面積 / ナノセメンタイト粒数)  $^{0.5}$

$\times 1.13 \cdots (4)$

【0018】一方、図4(鋼種Aについて、ブルーイング温度を300°Cとしたときの金属組織を示す図面代用顕微鏡写真)の様に、写真全体としてナノ結晶の粒界が※

セメンタイトの平均粒径 =

[(観察した範囲のナノラメラセメンタイト面積)  $^{0.5}$  / ナノセメンタイト粒数]

$\times 1.13 \cdots (5)$

【0019】図5は、セメンタイトの平均粒径と(TS ×伸び)との関係を示すグラフであるが、(TS ×伸び)で表される高強度・高延性バランスが、セメンタイトの平均粒径が50nmを超えたあたりから急激に低下していることがわかる。こうしたことから、本発明においては、セメンタイトの平均粒径の上限を50nmと規定した。

【0020】ところで、現在までに使用されている長大橋メインケーブル用ワイヤでは、強度と捻回值の夫々の特性に対して、引張強さ: 160kgf/mm<sup>2</sup>以上、および捻回值: 14回以上という要求がある。つまり、高強度・高捻回值特性の指標となる(TS ×捻回值)は、2240(160 × 14)kgf/mm<sup>2</sup>以上であることが必要条件となる。セメンタイトの平均粒径と(TS ×捻回值)との関係を図6に示すが、上記の要求特性を満足させるためには、セメンタイトの平均粒径を50nm以下にすれば良いことがわかる。こうした観点からも、本発明では、セメンタイトの平均粒径の上限を50nmとした。

【0021】上記の様に本発明では、セメンタイトの平均粒径の上限を50nmと規定したのであるが、この平均粒径の上限は30nm以下であることがより好ましい。この理由は、次の通りである。次世代長大橋メインケーブル用ワイヤでの要求特性として、引張強さが200kgf/mm<sup>2</sup>級、必要によっては240kgf/mm<sup>2</sup>級で、捻回值: 14回以上、伸び: 4%以上が必要★50

\*細に説明する。本発明者らは、まずラメラセメンタイトの粒径の観察を行なった。このとき、抽出残渣法によってラメラセメンタイトを抽出し、TEMによって観察した。また、倍率は150000倍とし、下記の(1)式または(2)式に従って、写真20枚の粒径を測定し、平均値もって評価した。

【0017】図2および図3は、後記実施例に示す鋼種Aについて、ブルーイング処理温度を夫々425°C、475°Cとしたときの金属組織を示す図面代用顕微鏡写真である。この図2および図3の様に、ラメラセメンタイト全体にナノ結晶の粒界が明らかに観察できた場合には、その形態として単位面積当たりのラメラセメンタイト中に存在するセメンタイト結晶の粒数から、下記(4)式に従ってセメンタイトの平均粒径を求めた。

※確認しにくいときは、結晶粒界がはっきりとした粒子の総面積と粒数から下記(5)式に従って、セメンタイトの平均粒径を求めた。

★であると言われている。即ち、(TS ×捻回値)が3360(240 × 14)kgf/mm<sup>2</sup>以上、(TS ×伸び)が9.6(240 × 0.04)kgf/mm<sup>2</sup>以上必要である。こうした要求特性を満足するためには、前記図5および図6から、セメンタイトの平均粒径を30

nm以下にすれば良いことがわかる。こうしたことから、本発明では、セメンタイトの平均粒径の好ましい上限を30nmとした。

【0022】また前記図6によれば、セメンタイトの平均粒径が10nmよりも小さくなると、(TS ×捻回値)が急激に低下し始め、ときとして縫割れが発生している(●印、■印)。こうした傾向は、前記図1および図5においても同様である。こうしたことから本発明では、セメンタイトの平均粒径の下限を10nmと規定した。

【0023】上記の如く、微細パーライト組織からなる5mmの鋼線においては、ラメラセメンタイト中のセメンタイトの平均粒径を10~50nmと規定することによって、高強度且つ高韌・延性が達成されたのであるが、本発明者らが検討したところによると、この様な傾向は鋼線の組織が微細パーライト組織からなる鋼線に限らず、擬似パーライトやペイナイトを主体とする組織或は組織として含む鋼線においても見られ、その炭化物

[通常のセメンタイト(Fe<sub>3</sub>C)の他、Cr等の合金元素を固溶したセメンタイトも含む]の平均粒径を10~50nmと制御することによって、高強度且つ高韌・

延性が達成されることが分かった。またこのときにおいても、炭化物の平均粒径の好ましい範囲は、10～30 nmである。こうしたことから、本発明における鋼線における組織は、微細パーライトに限らず、擬似パーライトやベイナイトを含む趣旨であり、これらの組織の1種以上の組織を主体とするものであれば良い。尚主体となる組織以外の残部の組織については、特に限定されるものではなく、例えばフェライト等が挙げられる。

【0024】以上の結果は、線径が5 mmの鋼線のもののであって、鋼線の機械的性質、特に捻回特性は線径依存性があることが知られており、炭化物の適切な範囲も線径依存性があると予想される。事実、上記の結果においては、セメンタイト（前記「炭化物」を含む、以下同じ）の平均粒径が10 nm以下になると却って強度が高くなり過ぎて縦割れが発生し始めていたのであるが（前記図1、5、6）、線径が0.2 mmの様な極細線では、セメンタイトの平均粒径が10 nm未満であっても縦割れは発生しなかった。

【0025】上記の現象が生じる理由については、その全てを解明し得た訳ではないが、本発明者らが検討したところによると、次の様に考察できた。線径が0.2 mmと5 mmの鋼線について、セメンタイトの平均粒径がほぼ同程度のときの暗視野像を比較したところ、線径が0.2 mmの鋼線ではセメンタイトが全面に且つ均一に超微細化していると推察できたのであるのに対し、線径が5 mmの鋼線ではセメンタイトは部分的に超微細化しているだけで、全体としての結晶粒分布は不均一であった。即ち、セメンタイトの平均粒径がほぼ同じであっても、線径が0.2 mmの極細線では、粒度分布が比較的均一な組織であるために、超微細化しても縦割れという問題は生じないと考えられる。本発明者らは上記知見に基づき、前記線径依存性も考慮しつつ、セメンタイトの平均粒径が鋼線の機械的性質に与える影響について更に鋭意研究を重ねた。

【0026】ところが、本発明者らが上記研究を進めていく中で、次の様な不都合に遭遇した。即ち、ラメラセメンタイトの超微細構造を評価するには、前記（5）式によらずにできるだけ実際の組織を観察することが必要であるが、通常の薄膜によるTEM観察で全くその構造を評価することはできなかったのである。通常の抽出レプリカ法等では、試料のハンドリング中にラメラセメンタイトに機械的なダメージを与える可能性があり、最終的に得られる炭化物が抽出前の組織のままである保証がない。通常の抽出残渣法を用いてラメラセメンタイトの超微細構造を評価しようとしても、通常の抽出残渣工程で行われる超音波洗浄をしてしまうと、セメンタイトの外形が崩壊してしまい、内部構造にも機械的なダメージが与えられて、抽出前の組織とは著しく異なってしまった。また超音波洗浄を行わずに抽出残渣した炭化物をTEM観察したところ、結晶粒が20 nm以下ではその超

微細構造が非常に判別し難く、超微細構造と機械的性質の関連を議論することができなかった。更に、TEMで分解能を上げるために加速電圧を上げていくと、抽出された炭化物は電子線による照射損傷の為に、抽出前の組織とは異なってしまった。こうしたことから加速電圧を上げずに、高分解能が得られる電解放射型TEMを用いて評価する試みも行ったが、超微細構造が10 nm以下になると評価することは困難であった。

【0027】そこで本発明者らは、まず超微細構造を解析する為の手段について様々な角度から検討した。その結果、放射線を用いて結晶粒の評価を行ったところ、結晶粒が20 nm以下の超微細構造についても詳細な解析を行うことができることを見出した。またラメラセメンタイトの板厚は数十 nmと非常に薄いので、放射線の材料に対する吸収係数に関わらず、十分な積分強度を得ることができた。こうしたことからこの超微細構造解析法では、各種の放射線を利用することができる。この放射線として、最も簡便に得られるのは、例えばX線であるが、その他の放射線を利用しても、構造解析を行うという意味では何ら問題はない。

【0028】本発明者らは、上記超微細構造解析法を適用して超微細な結晶粒領域も含め、線径Rやセメンタイトの平均粒径Dが鋼線の機械的性質に与える影響について綿密な調査を行った。その結果を図7に示す。

【0029】図7から明らかなる様に、（TS×伸び）不足を生じることなく且つ縦割れを発生させることなく希望する特性の鋼線を得る為には、前記（1）式を満足させる様にすれば良いことが分かる。またこの図7から分かる様に、前記（1）式を満足していれば、セメンタイトの平均粒径Dが10  $\mu$ m未満または50  $\mu$ mを超えてても良いものである。尚前記図5からして、平均粒径Dが30  $\mu$ m以下（線径Rが5 mmの場合）のときに（TS×伸び）の値が優れているので、前記（2）式を満足することがより好ましいことが分かる。

【0030】次に、本発明で規定する製造条件について説明する。本発明方法においては、上記の様な高強度高韌・延性鋼線を製造する為の条件として、伸線における真歪 $\epsilon$ を1.0～5.0とすると共に、最終均熱温度 $T_B$ を700°C以下にして操業する様にしている。まず伸線材やブルーイング材として、十分な強度を得るために前記真歪 $\epsilon$ を1.0以上とする必要がある。また過度に伸線を行うと、強度が上昇し過ぎて縦割れが発生するので、真歪 $\epsilon$ の上限を5.0とする必要がある。

【0031】一方、最終均熱温度 $T_B$ については、この温度が700°Cを超えると鋼種によっては、 $\gamma$ 変態を起こして伸線によって得られた微細で配向性のあるパラライト組織が崩壊するために機械的性質が劣化してしまうので、その上限を700°Cとした。また最終均熱温度 $T_B$ が500～700°Cとなると、数秒間では球状化が無視でき、引張強度、伸び、絞り、捻回値等も極端に低下

しないのであるが、この温度域に不用意に長時間曝すると球状化が無視できなくなり、引張強度、伸び、絞り、捻回值等も極端に低下する恐れがある。また300°C未満になると、熱処理で延性が十分に回復しなくなることがある。こうしたことから、最終均熱温度T<sub>B</sub>の好ましい範囲は、300~500°C程度である。

【0032】本発明者らは、表1~7に示す通り、各種製造条件とセメンタイトの平均粒径Dとの相関々係を重回帰分析等を用いることにより整理した。その結果、前記(3)式で規定される平均粒径は、測定によって得られたセメンタイトの平均粒径Dと明らかな相関々係があることが認められた。即ち、線径Rに応じて希望するセメンタイト平均粒径Dを得るために、該平均粒径Dが前記(3)式を満足する様に、鋼線中のSi含有量や前記平均加熱速度H<sub>R</sub>を制御すれば良いことが判明したのである。

【0033】図8は線径Rが5mmのときのSi%、前記平均加熱速度H<sub>R</sub>と平均粒径D(図中の数字は平均粒径Dを示す)の関係を示している。そして、前記(1)式を満足する領域を点線で示す。また、図9、図10は、夫々線径Rが0.2mm、1.0mmの場合の図である。尚これらの結果は、後記実施例の表1~7のデータに基づくものである。これらの図から、夫々の線径Rに応じて平均粒径Dには最適な範囲があり、この平均粒径Dを製造条件との関係で整理すると、前記(3)式の\*

供試鋼	化 学 成 分 (重量%)					
	C	Si	Mn	P	S	Cr
A	0.87	1.21	0.72	0.006	0.004	—
B	0.80	0.38	0.87	0.004	0.006	—
C	0.85	1.19	0.52	0.001	0.001	0.29
D	0.58	0.18	0.49	0.004	0.005	—
E	0.95	1.21	0.75	0.004	0.006	—

【0038】次いで、鋼線を目標線径である5.0mm(減面率: 71.0~87.2)にまで連続伸線した。このとき、ダイス出口で鋼線を冷却し、鋼線温度を170°C以下に保った。その後、直線加工し、更にめっき時の昇温処理をシミュレートする為に、300~500°Cでブルーイング処理を施した。得られた鋼線における炭※

\*如くになったのである。

【0034】尚本発明の鋼線において、その組織を微細ペーライトを主体としたものにするには、熱間圧延後直接バテンディング処理し、もしくは再オーステナイト化後バテンディング処理することによって達成される。また擬似ペーライトやベイナイト等の組織にするには、ペーライト組織にする場合とほぼ同様であるが、バテンディング処理時の温度を適当に調整すれば良い。

【0035】以下本発明を実施例によって更に詳細に説明するが、下記実施例は本発明を限定する性質のものではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも勿論可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれるものである。

【0036】

【実施例】

実施例1

下記表1に示す化学成分の高炭素鋼を供試鋼(A~E)として使用し、熱間圧延して直径11~14mmの鋼線とした後、鉛バテンディング処理してから所定の加工率で冷間伸線加工を行った。このときの鉛バテンディング処理条件は、再加熱950°C×5分→恒温変態540~500°C×4分である。

【0037】

【表1】

※化物の平均粒径および主体組織をブルーイング処理温度と共に表2に示す。また各鋼線の機械的性質を表3に示す。

【0039】

【表2】

11

12

No.	供試 鋼種	加熱速度 (°C/秒)	ブルーイン グ処理温度 (°C)	伸縮歪	炭化物の 平均粒径 (nm)	線 径 (mm)	組 織	備 考
1	A	3.2	300	1.79	8.4	5.0	バーライト	比較例
2	A	3.2	350	1.79	9.2	5.0	バーライト	比較例
3	A	3.2	400	1.79	10.6	5.0	バーライト	実施例
4	A	3.2	425	1.79	22.3	5.0	バーライト	実施例
5	A	3.2	450	1.79	30.0	5.0	バーライト	実施例
6	A	3.2	475	1.79	37.8	5.0	バーライト	実施例
7	A	3.2	500	1.79	51.8	5.0	バーライト	比較例
8	A	3.2	300	1.79	8.1	5.0	ペイナイト	比較例
9	A	3.2	425	1.79	24.3	5.0	ペイナイト	実施例
10	A	3.2	500	1.79	52.8	5.0	ペイナイト	比較例
11	B	3.2	300	1.79	8.6	5.0	バーライト	比較例
12	B	3.2	350	1.79	12.5	5.0	バーライト	実施例
13	B	3.2	450	1.79	50.9	5.0	バーライト	比較例
14	C	3.2	350	1.79	8.3	5.0	バーライト	比較例
15	C	3.2	400	1.79	11.3	5.0	バーライト	実施例
16	C	3.2	450	1.79	27.2	5.0	バーライト	実施例
17	C	3.2	500	1.79	50.8	5.0	バーライト	比較例
18	D	3.2	300	1.79	8.7	5.0	バーライト	比較例
19	D	3.2	400	1.79	13.8	5.0	バーライト	実施例
20	D	3.2	425	1.79	42.4	5.0	バーライト	実施例
21	D	3.2	450	1.79	53.8	5.0	バーライト	比較例
22	E	3.2	300	1.79	8.4	5.0	バーライト	比較例
23	E	3.2	425	1.79	19.8	5.0	バーライト	実施例
24	E	3.2	450	1.79	31.2	5.0	バーライト	実施例
25	E	3.2	500	1.79	53.1	5.0	バーライト	比較例

【0040】

\* \* 【表3】

No.	降伏点 (kgf/mm <sup>2</sup> )	引張強さ T S (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸 び	絞り	T S × 伸び (kgf/mm <sup>2</sup> )	T S × 絞り (kgf/mm <sup>2</sup> )	縫割れ	備 考
1	199.8	229.1	3.5	46.9	8.0	107.4	有り	比較例
2	191.5	224.1	4.9	46.3	10.9	103.8	有り	比較例
3	180.6	217.7	5.7	45.1	12.4	98.2	無し	実施例
4	173.7	214.2	5.8	43.4	12.4	93.0	無し	実施例
5	165.2	204.5	5.4	37.2	11.0	76.1	無し	実施例
6	159.9	197.9	5.4	34.9	10.7	69.1	無し	実施例
7	150.7	181.1	4.8	31.7	8.9	57.4	無し	比較例
8	187.4	218.4	4.1	50.2	9.0	109.6	有り	比較例
9	155.7	193.7	6.4	47.2	12.4	91.4	無し	実施例
10	140.4	170.9	5.2	40.2	8.9	68.7	有り	比較例
11	125.4	173.7	4.4	50.0	7.6	86.9	有り	比較例
12	117.6	170.0	5.9	51.0	10.0	86.7	無し	実施例
13	109.7	156.2	5.0	44.1	7.8	68.9	無し	比較例
14	204.9	214.1	3.9	51.7	8.3	110.7	有り	比較例
15	188.9	209.8	5.8	50.7	12.2	106.4	無し	実施例
16	169.9	197.8	5.8	42.8	11.5	84.7	無し	実施例
17	151.6	177.0	4.6	39.8	8.1	70.4	有り	比較例
18	95.7	132.4	4.3	63.5	5.7	84.1	無し	比較例
19	88.2	124.3	7.9	65.7	9.8	81.7	無し	実施例
20	80.4	108.3	8.0	51.4	8.7	55.7	無し	実施例
21	71.2	99.7	7.2	47.2	7.2	47.1	無し	比較例
22	215.0	227.1	3.5	41.8	7.9	94.9	有り	比較例
23	197.6	219.3	5.3	49.8	11.6	109.2	無し	実施例
24	180.8	214.5	4.6	42.2	9.9	90.5	無し	実施例
25	155.1	182.7	4.1	28.1	7.5	51.3	無し	比較例

【0041】表1～3より次の様に考察できる。まず供試鋼Aは、Siを1.21%添加した鋼種であり、ブルーイング処理温度が350°C以下のパーライト鋼線（No. 1, 2）では、炭化物（ナノセメンタイト）の平均粒径が10nm未満となるので、縦割れを伴って捻回不良となっている。このうちブルーイング処理温度が300°Cのパーライト鋼線（No. 1）では、（TS×伸び）の値も8.0kgf/mm<sup>2</sup>となり、強度-伸びバランスが低下している。またブルーイング処理温度が500°Cのパーライト鋼線（No. 7）では、炭化物の平均粒径が51.8nmと粗大化しており、（TS×伸び）が劣化している。これに対し、同じ供試鋼Aを用いても、ブルーイング処理温度が400～475°Cのパーライト鋼線（No. 3～6）は、炭化物の平均粒径が本発明で規定する適切な範囲内にあるので、（TS×伸び）が優れた値を示している。

【0042】一方、鋼線No. 8～10のものは、上記供試鋼Aを用いてペイナイト組織に製造したものであるが、ブルーイング処理温度が300°Cのペイナイト鋼線（No. 8）では、炭化物（ナノセメンタイト）の平均粒径が10nm未満となるので、縦割れが発生し、（TS×伸び）も劣っている。またブルーイング処理温度が500°Cのペイナイト鋼線（No. 10）では、炭化物の平均粒径が52.8nmと粗大化しており、（TS×伸び）の値が劣化している。これに対し、同じ供試鋼Aを用いても、ブルーイング処理温度が425°Cのペイナイト鋼線（No. 9）は、炭化物の平均粒径が本発明で規定する適切な範囲内にあるので、（TS×伸び）は優れた値を示している。

【0043】供試鋼Bは、Siを添加していない鋼種であり、ブルーイング処理温度が300°Cのパーライト鋼線（No. 11）では、炭化物（ナノセメンタイト）の平均粒径が10nm未満となるので、（TS×伸び）の値が劣化している。またブルーイング処理温度が450°Cのパーライト鋼線（No. 13）では、炭化物の平均粒径が50.9nmと粗大化しており、（TS×伸び）の値が劣化している。これに対し、同じ供試鋼Bを用いても、ブルーイング処理温度が350°Cのパーライト鋼線（No. 12）は、炭化物の平均粒径が本発明で規定する適切な範囲内にあるので、（TS×伸び）が優れた値を示している。

【0044】供試鋼Cは、Crを0.29%添加した鋼種であり、ブルーイング処理温度が350°Cのパーライト鋼線（No. 14）では、炭化物（ナノセメンタイト）の平均粒径が10nm未満となるので、縦割れを伴って捻回不良となっている。またブルーイング処理温度が500°Cのパーライト鋼線（No. 17）では、セメンタイトの平均粒径が50.8nmと粗大化しており、（TS×伸び）の値が劣化している。これに対し、同じ供試鋼Cを用いても、ブルーイング処理温度が400～

450°Cのパーライト鋼線（No. 15, 16）は、炭化物の平均粒径が本発明で規定する適切な範囲内にあるので、（TS×伸び）が優れた値を示している。

【0045】供試鋼Dは、CおよびSiを低減した鋼種であり、ブルーイング処理温度が300°Cのパーライト鋼線（No. 18）では、炭化物（ナノセメンタイト）の平均粒径が10nm未満となり、縦割れは起きなかつたが、（TS×伸び）の値が劣化している。またブルーイング処理温度が450°Cのパーライト鋼線（No. 21）では、炭化物の平均粒径が53.8nmと粗大化しており、（TS×伸び）の値が劣化している。これに対し、同じ供試鋼Dを用いても、ブルーイング処理温度が400°Cおよび425°Cのパーライト鋼線（No. 19, 20）では、（TS×伸び）が優れた値を示している。

【0046】供試鋼Eは、C量が0.97%の高C添加鋼種であり、ブルーイング処理温度が300°Cのパーライト鋼線（No. 22）では、炭化物（ナノセメンタイト）の平均粒径が10nm未満となり、縦割れを伴って捻回不良となっている。またブルーイング処理温度が500°Cのパーライト鋼線（No. 25）では、炭化物の平均粒径が53.1nmと粗大化しており、（TS×伸び）の値が劣化している。これに対し、同じ供試鋼Eを用いても、ブルーイング処理温度が425°Cおよび450°Cのパーライト鋼線（No. 23, 24）では、（TS×伸び）が優れた値を示している。

【0047】実施例2  
前記した工程によって線径を5mmに伸線した鋼種A, Bのものについて、更に、鉛バテンティングに供した（鉛バテンティング条件：再加熱 950°C×5分→恒温変態 540～500°C×4分）。これらの鋼線を目標線径である1.0mm（減面率：71.0～87.2%）の範囲まで連続伸線した。このときすべてのダイスの出口において線材を冷却し、線材温度を170°C以下に維持した。その後、直線加工し、300～500°Cでブルーイング処理を施した。

【0048】引き続き、上記と同様にして、鉛バテンティングに供し、プラスめつきを施してから、伸線を行つた。これらの鋼線を目標線径である0.2mm（減面率：71.0～87.2%）の範囲まで温式で連続伸線した。その後、直接加工の後に300～500°Cの範囲のブルーイングを施した。

【0049】得られた鋼線における炭化物の平均粒径および主要組織をブルーイング処理温度と共に表4に示す。また各鋼線の機械的性質を表5に示す。尚表4および表5には、鋼種Bについて線径を1.0mmにした段階での結果についても示した。

【0050】

【表4】

15

16

No.	供試 鋼種	加熱速度 (°C/秒)	ブルーイン グ処理温度 (°C)	伸線歪 度	炭化物の 平均粒径 (nm)	線径 (mm)	組織	備考
26	A	79.4	300	3.6	2.8	0.2	バーライト	比較例
27	A	79.4	400	3.6	24.3	0.2	バーライト	実施例
28	A	79.4	500	3.6	54.3	0.2	バーライト	比較例
29	B	79.4	300	3.6	8.6	0.2	バーライト	実施例
30	B	79.4	350	3.6	12.5	0.2	バーライト	実施例
31	B	79.4	450	3.6	49.5	0.2	バーライト	比較例
32	B	12.6	300	2.2	4.8	1.0	バーライト	比較例
33	B	12.6	350	2.2	8.6	1.0	バーライト	実施例
34	B	12.6	400	2.2	12.5	1.0	バーライト	実施例
35	B	12.6	425	2.2	36.8	1.0	バーライト	実施例
36	B	12.6	500	2.2	50.8	1.0	バーライト	比較例

【0051】

\* \* 【表5】

No.	降伏点 (kgf/mm <sup>2</sup> )	引張強さ TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	絞り (%)	TS×伸び (kgf/mm <sup>2</sup> )	TS×絞り (kgf/mm <sup>2</sup> )	縦割れ	備考
26	379.1	419.2	2.5	36.9	10.5	154.7	有り	比較例
27	352.7	394.4	4.8	33.4	18.9	131.7	無し	実施例
28	321.8	338.3	1.8	13.4	6.1	45.3	無し	比較例
29	305.4	353.1	3.4	43.5	12.0	153.6	無し	実施例
30	294.6	350.2	4.9	41.0	17.2	143.6	無し	実施例
31	261.2	280.4	1.9	14.3	5.3	40.1	無し	比較例
32	222.3	284.6	2.9	47.3	8.3	134.6	有り	比較例
33	215.7	274.7	3.4	44.6	9.3	122.5	無し	実施例
34	203.8	267.1	4.8	42.0	12.8	112.2	無し	実施例
35	194.6	254.6	4.4	27.5	11.2	70.0	無し	比較例
36	183.2	243.8	2.0	15.1	4.9	36.8	無し	実施例

【0052】表4, 5より次の様に考察できる。No. 26~28のものは鋼種Aを0.2mmまで伸線したものである。線径が0.2mmのときに(3)式によって求められる平均粒径Dの下限値が3.1nm(図9)であるのに対し、ブルーイング処理温度が300°Cのものは平均粒径Dが2.8nmと小さい為に、縦割れが発生している。500°C処理材では、(3)式によって求められる平均粒径の上限が43.1nm(図9)であるのに対し、54.3nmと大きい為に、(TS×伸び)が6.1kgf/mm<sup>2</sup>と9.6kgf/mm<sup>2</sup>を下回っていた。

【0053】No. 29~31のものは、鋼種Bを0.2mmまで伸線したものである。300°C処理材では(3)式を満足するものであったので(図9)、縦割れもなく、(TS×伸び)も12.0kgf/mm<sup>2</sup>と下限値9.6kgf/mm<sup>2</sup>以上であった。450°C処理材では粒径は(3)式で求められる上限値である43.1nm(図9)に対し、54.3nmと大きい為に、(TS×伸び)が4.9kgf/mm<sup>2</sup>と9.6kgf/mm<sup>2</sup>を下回っていた。

※(TS×伸び)が5.3kgf/mm<sup>2</sup>と下限値9.6kgf/mm<sup>2</sup>を下回っていた。

【0054】No. 32~36のものは鋼種Bを1.0mmまで伸線したものである。300°C処理材の粒径は(3)式によって求められる上限値である46.6nm(図10)に対し、4.8nmと小さい為に縦割れが発生していた。また、(TS×伸び)が8.3kgf/mm<sup>2</sup>と9.6kgf/mm<sup>2</sup>を下回っていた。

【0055】500°C処理材では粒径は(3)式によって求められる下限値である46.6nm(図10)に対し、50.8nmと大きい為に、(TS×伸び)が4.9kgf/mm<sup>2</sup>と9.6kgf/mm<sup>2</sup>を下回っていた。

【0056】実施例3  
上記した条件と同様にして線径を1.0mmまでに伸線したときに、加熱速度、伸線加工歪(真歪ε)を変化させて、(3)式の右辺の値を変化させた場合について調べた。得られた鋼線における炭化物の平均粒径および

主体組織をブルーイング処理温度と共に表6に示す。また鋼線の機械的性質を表7に示す。

\*【0057】  
\*【表6】

No.	供試 鋼種	加熱速度 (°C/秒)	ブルーイング 処理温度 (°C)	伸線歪	炭化物の 平均粒径 (nm)	(3)式の 右辺の値	線径 (mm)	組織	備考
37	B	12.6	350	2.2	12.5	15.0	1.0	パーライト	実施例
38	B	12.6	350	1.6	4.9	5.2	1.0	パーライト	比較例
39	B	12.6	425	2.2	36.8	39.0	1.0	パーライト	実施例
40	B	12.6	425	3.2	53.9	55.4	1.0	パーライト	比較例
41	B	12.6	450	2.2	50.8	63.0	1.0	パーライト	比較例
42	B	1.0	450	2.2	52.7	66.4	1.0	パーライト	比較例
43	B	12.6	450	2.2	36.8	39.0	1.0	パーライト	実施例
44	B	12.6	450	2.2	36.7	29.4	1.0	パーライト	実施例

【0058】

※※【表7】

No.	降伏点 (kgf/mm <sup>2</sup> )	引張強さ TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	絞り (%)	TS×伸び (kgf/mm <sup>2</sup> )	TS×絞り (kgf/mm <sup>2</sup> )	縦割れ	備考
37	215.7	274.7	3.4	44.6	9.3	122.5	無し	実施例
38	183.1	203.7	4.3	68.2	8.8	138.9	無し	比較例
39	194.6	254.6	4.4	27.5	11.2	70.0	無し	実施例
40	204.6	263.7	3.2	24.2	8.4	63.8	無し	比較例
41	183.2	243.8	2.0	18.2	4.9	44.4	無し	比較例
42	181.6	238.6	3.5	24.3	8.4	62.5	無し	比較例
43	194.6	254.6	4.4	27.5	11.2	70.0	無し	実施例
44	223.4	268.1	4.9	32.7	13.1	87.7	無し	実施例

【0059】これらの結果から、次の様に考察できる。まず伸線加工率を変化させた場合について説明する。ブルーイング処理温度が350°Cの場合でも伸線歪を2.2から1.6へと小さくし、(3)式の右辺の値が5.2となる様にして線径1.0mmでの下限値以下にすると、(TS×伸び)が8.8kgf/mm<sup>2</sup>となって(TS×伸び)不足となり、また、平均粒径も4.9nm以下となる。また425°Cブルーイング処理の場合でも、伸線歪を2.2から3.2へと大きくし、(3)式の右辺の値が55.4となる様にして線径1.0mmでの上限値以上にすると、(TS×伸び)が8.4kgf/mm<sup>2</sup>と(TS×伸び)不足となり、また平均粒径も53.9nm以上となる。

【0060】次に、平均加熱速度H<sub>R</sub>を変化させた場合について説明する。ここで最終均熱温度をT<sub>B</sub>としたときに、H<sub>R</sub>はT<sub>B</sub>-100°CからT<sub>B</sub>-20°C間の平均加熱速度である。均熱温度をブルーイング処理温度450°Cに揃えて、加熱速度が12.6°C/秒から1.0°C/秒と遅くすると、(3)式の右辺の値が66.4と線径1.0mmのときの上限値を超えている。この場合、(TS×伸び)が8.4kgf/mm<sup>2</sup>となって(TS×伸び)が劣化している。また加熱速度を126.0°C/秒と速くすると、(3)式の右辺の値が29.4とな★50

★って線径1.0mmでの適切な範囲内に入り、機械的性質も優れていることが分かる。

30 【0061】

【発明の効果】本発明は以上の様に構成されており、鋼線における組織の炭化物の平均粒径をナノメーターレベルで適切な範囲に制御することによって、希望する高強度且つ高延性の鋼線を得ることができ、この鋼線はPC鋼線、亜鉛めっき鋼線、ばね用鋼線、吊り橋用ケーブル等の素材として最適である。

【図面の簡単な説明】

【図1】線径が5mmの鋼線におけるセメンタイトの平均粒径と(TS×絞り)との関係を示すグラフである。

40 【図2】鋼種Aにおいて、ブルーイング温度を425°Cとしたときの金属組織を示す図面代用顕微鏡写真である。

【図3】鋼種Aにおいて、ブルーイング温度を475°Cとしたときの金属組織を示す図面代用顕微鏡写真である。

【図4】鋼種Aにおいて、ブルーイング温度を300°Cとしたときの金属組織を示す図面代用顕微鏡写真である。

【図5】線径が5mmの鋼線におけるセメンタイトの平均粒径と(TS×伸び)との関係を示すグラフである。

19

【図6】線径が5mmの鋼線におけるセメンタイトの平均粒径と(TS×捻回数)との関係を示すグラフである。

【図7】線径Rやセメンタイトの平均粒径Dが鋼線の機械的性質に与える影響を示すグラフである。

【図8】線径が5mmのときのSi量、加熱速度および

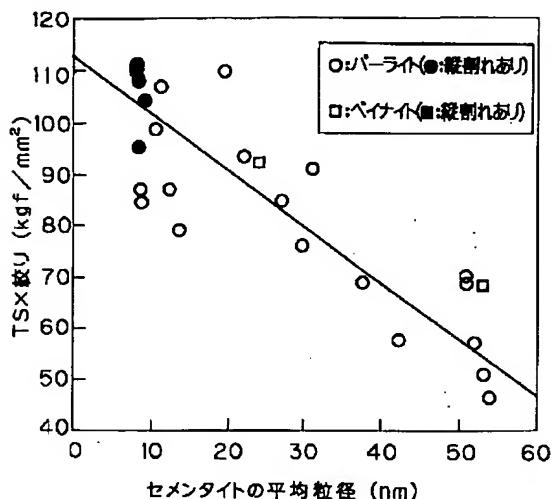
20

平均粒径Dの関係を示すグラフである。

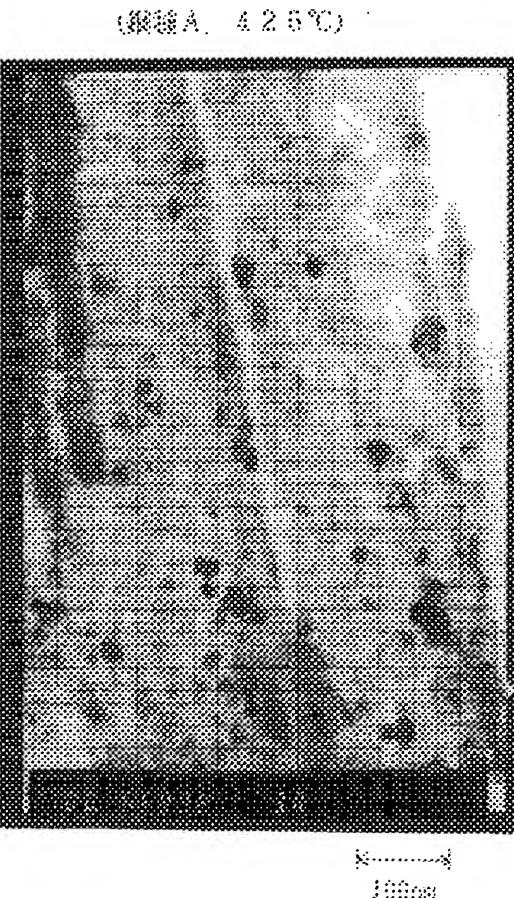
【図9】線径が0.2mmのときのSi量、加熱速度および平均粒径Dの関係を示すグラフである。

【図10】線径が1.0mmのときのSi量、加熱速度および平均粒径Dの関係を示すグラフである。

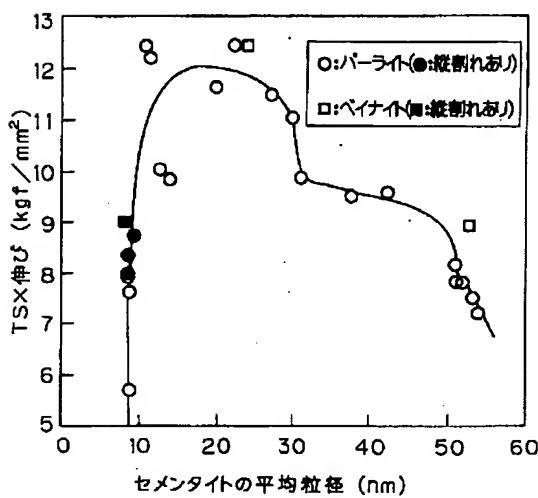
【図1】



【図2】

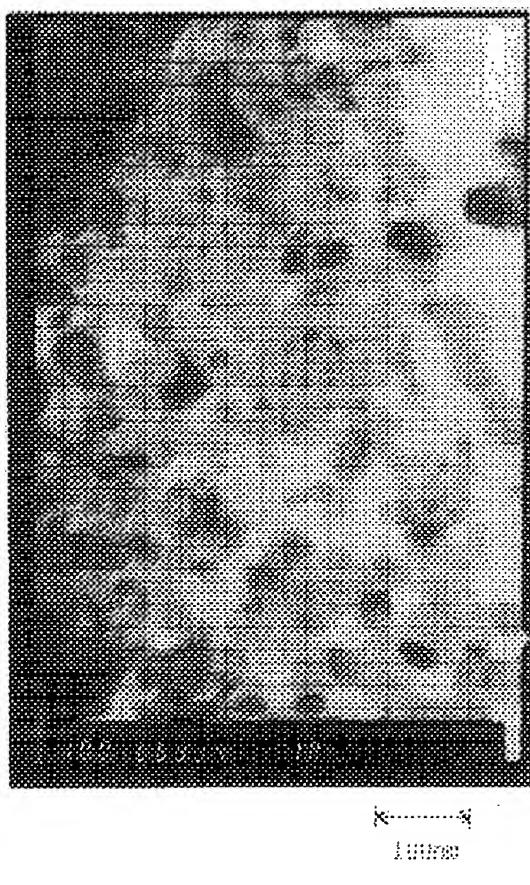


【図5】



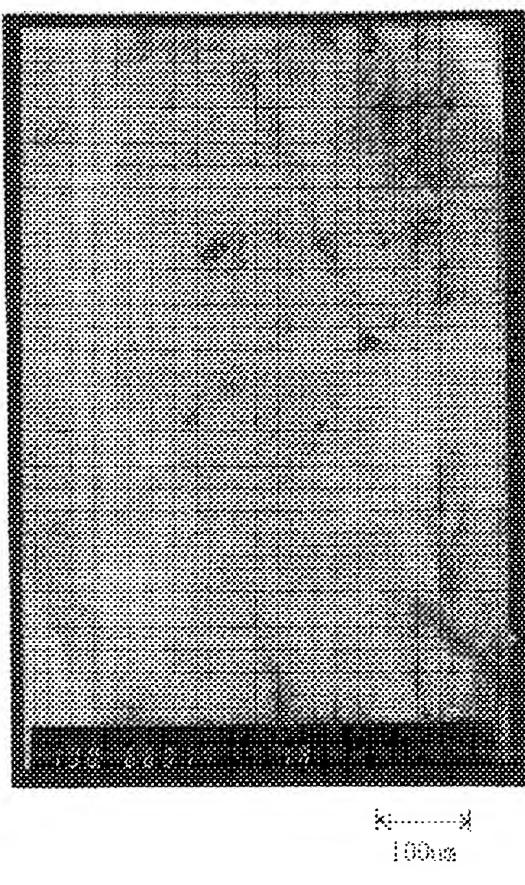
【図3】

(鋼種A, 475°C)

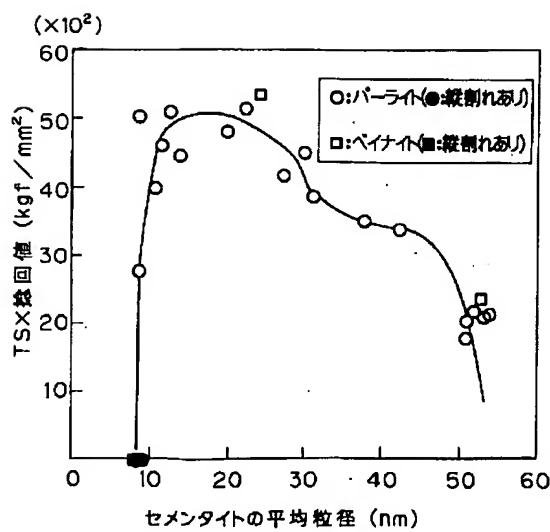


【図4】

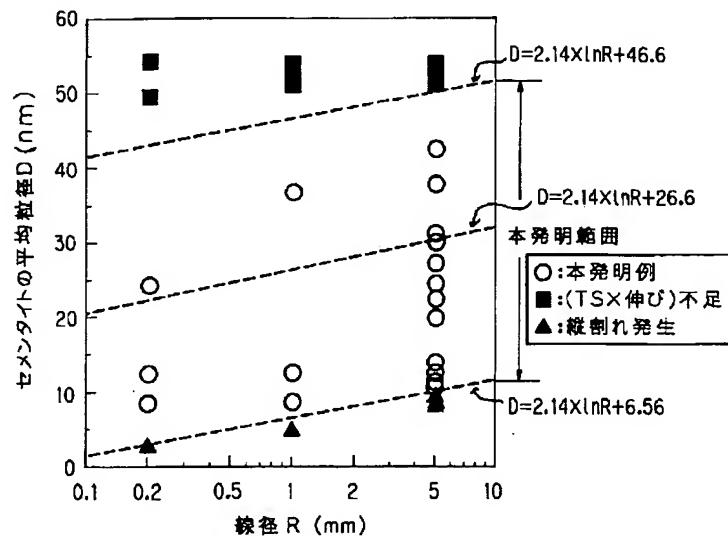
(鋼種A, 600°C)



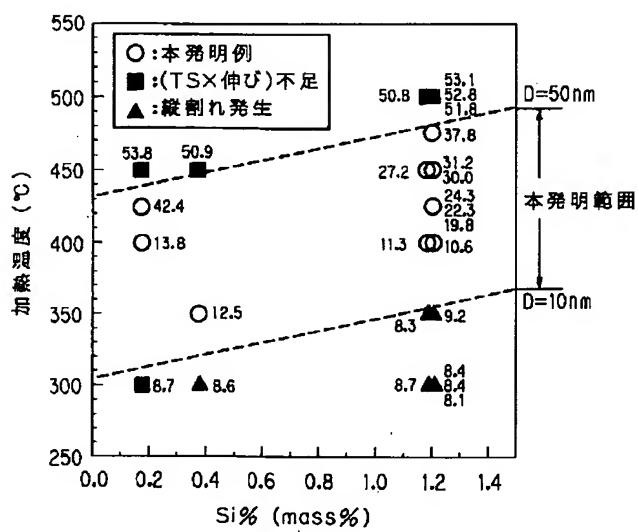
【図6】



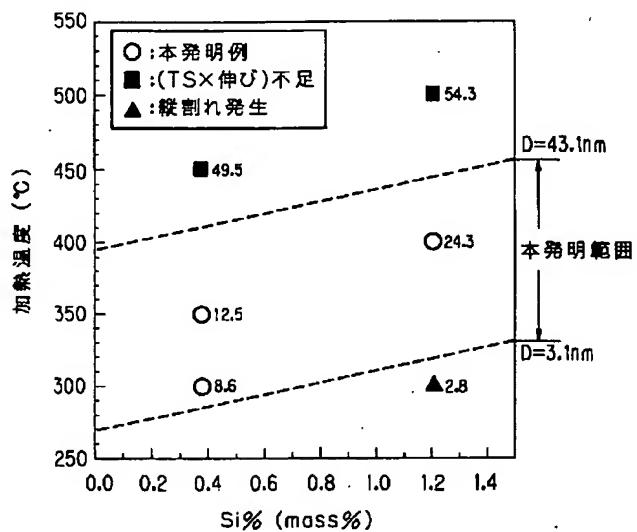
【図7】



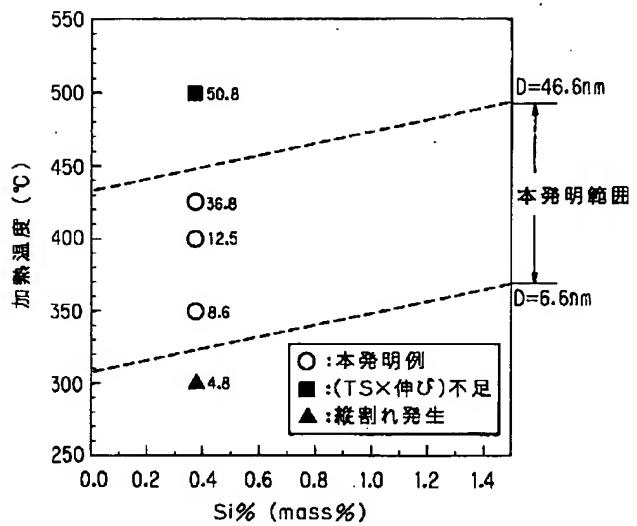
【図8】



【図9】



【図10】



フロントページの続き

(72)発明者 宮本 淳之

兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号

株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

## \* NOTICES \*

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. \*\*\*\* shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

---

## DETAILED DESCRIPTION

---

### [Detailed Description of the Invention]

#### [0001]

[Field of the Invention] The high carbon hot-dipping steel wire with which this invention is represented by a PC wire, a galvanization steel stranded wire, a spring steel wire, the cable for suspension bridges, etc., The high-carbon-steel line which receives 2 phase plating diffusion heat treatment represented by the steel code wire etc., Namely, are related with the approach for manufacturing the steel wire which receives temperature-up processing after cold working, and such a steel wire, and especially, while demonstrating the reinforcement which controlled the lowering on the strength in the case of the temperature-up processing at the time of plating, and was excellent It is related with high intensity quantity \*\* and ductility steel wire excellent also in toughness and ductility, and its manufacture approach. In addition, although the target steel wire in this invention is the meaning not only containing the above high-carbon-steel lines but the medium-carbon-steel line whose C content as shown in the after-mentioned example is about 0.6%, below, it takes up a high-carbon-steel line typically, and advances explanation.

#### [0002]

[Description of the Prior Art] In manufacturing a PC wire, a cable for suspension bridges, etc. with which corrosion resistance is demanded, it is common that carry out wire drawing after performing patenting treatment to high carbon steel wire, and hot dip zining etc. is given after that. In such a production process, steel wire has the problem that reinforcement will fall, in the case of the temperature-up processing at the time of hot dipping, although high intensity-ization is attained at the time of wire drawing. Moreover, the more wire drawing raises reinforcement, there is an inclination for the lowering on the strength at the time of plating processing to become large, and, the more high intensity-ization of plating steel wire has the problem of being difficult, as a result.

[0003] It is known that it is effective to add Si more highly as a means which raises the reinforcement of the high-carbon-steel line by which temperature-up processing of the above hot dipping etc. is performed. That is, addition of Si has the effectiveness of raising the steel-wire reinforcement after patenting treatment, and also raising the steel-wire reinforcement after wire drawing, and the effectiveness which the hardenability of steel wire is raised and controls the deposit of free cementite. And Si controls the lowering on the strength at the time of plating processing, and is said to be an element very effective in high-intensity-izing of hot-dipping steel wire. Many techniques which add Si from such a viewpoint at slight height to the steel wire with which hot dipping is performed are proposed until now. For example, performing hot dipping to the steel wire which added Si a maximum of 1.3%, and performing correction and bluing to JP,4-246125,A after that is indicated. Moreover, limiting Si addition according to the amount of wire drawing is indicated by JP,4-325627,A.

Furthermore, controlling Si addition according to steel-wire reinforcement or a wire size is indicated by JP,6-33855,A.

[0004] On the other hand, depending on the wire size of steel wire for the vertical crack generating highest reinforcement at the time of the twisting trial which is one of the properties important when

evaluating the toughness in the above hot-dipping steel wire is known, and the more a wire size becomes large, the more the vertical crack generating marginal reinforcement falls. The technique which adds correction to JP,3-249129,A mechanically and controls generating of a vertical crack from such a viewpoint, for example is proposed.

[0005] Namely, that to which the technique proposed so far in order to attain the high intensity and the high toughness of steel wire rationalizes a chemical entity presentation and manufacture conditions of a high-carbon-steel line is almost the case. Moreover, excelling in ductility is also important for the above steel wire.

[0006]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] This invention is made paying attention to the above situations, and while demonstrating the reinforcement which controlled the lowering on the strength in the cases of temperature-up processing at the time of plating etc., and was excellent, it excels also in ductility. And it is going to realize high intensity quantity \*\* and ductility steel wire which shows high toughness and does not generate a vertical crack at the time of twisting etc., and is in attaining it from a completely new viewpoint different from the preconceived idea moreover indicated by the conventional technique.

[0007]

[Means for Solving the Problem] This invention which was able to solve the above-mentioned technical problem is the steel wire which made the subject one or more sorts of organizations chosen from the group which consists of fine pearlite, a false pearlite, and bainite, and are high intensity quantity \*\* and a ductility steel wire which has a summary at the point that the mean particle diameter of the carbide under said organization is 10-50nm.

[0008] In the above-mentioned high intensity quantity \*\* and ductility steel wire, when an organization makes fine pearlite a subject, if the mean particle diameter of the cementite crystal grain in a lamellae cementite is 10-50nm, the above-mentioned technical problem can be solved.

[0009] Moreover, it is the steel wire which made the subject one or more sorts of organizations chosen from the group which consists of fine pearlite, a false pearlite, and bainite, and the mean particle diameter D of the carbide under said organization (micrometer) and wire-size R (mm) can solve the above-mentioned technical problem also by satisfying the relation of following the (1) type.

$$2.14x\ln R + 6.56 \leq D \leq 2.14x\ln R + 46.6 \quad (1)$$

In this high intensity quantity \*\* and ductility steel wire, it is desirable that the mean particle diameter D of the carbide under said organization (micrometer) and wire-size R (mm) are what satisfies the relation of following the (2) type.

$$2.14x\ln R + 6.56 \leq D \leq 2.14x\ln R + 26.6 \quad (2)$$

[0010] In addition, in this high intensity quantity \*\* and ductility steel wire, if the mean particle diameter D of the cementite crystal grain in a lamellae cementite satisfies the aforementioned (1) formula or (2) types when an organization makes fine pearlite a subject, the above-mentioned technical problem is solvable.

[0011] If in charge of manufacturing high intensity quantity \*\* and ductility steel wire of one of the above, while setting the true strain epsilon in wire drawing to 1.0-5.0, it is the last soak temperature TB. What is necessary is to make it 700 degrees C or less, and just to make it operate. Moreover, it sets to this manufacture approach and is the last soak temperature TB. It is desirable that it is 300-500 degrees C.

[0012] Moreover, operating as a more concrete operation gestalt of the above-mentioned manufacture approach of this invention, so that mean particle diameter D (micrometer) may satisfy following the (3) type is mentioned.

$$D = -108.7 - 12.9x[\text{Si}] + 16.4x\epsilon + 0.320xTB - 17.6x\log HR \quad (3)$$

However, [Si]: Si content in steel wire (mass %)

HR : average heating rate of a between [ TB-20 degree C from TB-100 degree C ] (degree C/second)

[0013]

[Embodiment of the Invention] this invention persons came research by steel which consists of a fine

pearlite organization in piles from the crystallographic position in the NANOMET (nm) level which is not examined until now. Consequently, it succeeded in making a lamellae cementite gestalt the cementite crystal (it being hereafter called a "nano crystal") of NANOMET (nm) level by controlling cold-working conditions and temper conditions appropriately. and as shown in drawing 1 (however, a wire size result of 5mm), between the local ductility ability expressed with [tensile strength (TS) x drawing], and the mean particle diameter of the cementite of a nano crystallized state A header and this invention were completed for high toughness being shown and a vertical crack stopping occurring etc. that it is not concerned with the chemical entity presentation of steel wire, but very high correlation \*\*\* is accepted, and by making mean particle diameter of said cementite suitable. That is, while optimizing the high intensity and high ductility balance of the steel wire which consists of a fine pearlite organization, in order to have attained high toughness, the high-carbon-steel wire rod which has the further high intensity, and high \*\* and ductility by this was [ that what is necessary is just to control the mean particle diameter of the nano crystallized state cementite in a lamellae cementite in the suitable range ] realizable.

[0014] The above-mentioned lamellae cementite is scientifically considered to be the single crystal of one sheet, and presenting a nano crystallized state is not even known by current. This invention is made under the new idea of carrying out gestalt control of the lamellae cementite by the nano crystallized state, and is made from a viewpoint completely different from the old existing technique.

[0015] In addition, although some researches relevant to the crystalline structure of steel wire are also made, neither carries out gestalt control of the lamellae cementite by the nano crystallized state until now. For example, although subsystem observation of a big and rough balling-up cementite is given to the "Japan Institute of Metals" (the 37th volume, 1973, the 875th page) and it is investigated about the subsystem and ductility in a big and rough cementite, this research is not research on the nano crystallized state of a lamellae cementite. Moreover, although the research on the recovery process of a big and rough cementite is presented by the "Japan Institute of Metals" (the 40th volume, 1976, the 874th page), it catches about recovery of the rearrangement under heat treatment. Furthermore, although the research on the effect of the alloy element about the gestalt behavior of a big and rough cementite is made by "ISIJ" (17 Vol. P 144, 1977, A.Inoue AND T.Masumoto Trans.), it is not research concerning control of a nano crystallized state gestalt about the effect of the various alloy elements exerted on the increment in cold-working installation dislocation density too. Moreover, the report that it will become detailed [ the gestalt of that balling-up of a lamellae cementite is promoted by cold working and the lamellae cementite after balling-up ] and uniform from examination by the extract residue method is made by the "Japan Institute of Metals" (the 7th volume, the 13th institute prize commemoration lecture, 1968, the 363-371st page). However, in this research, it is not indicated at all that a cementite presents a nano crystallized state, furthermore a quantitative publication does not exist about the relation between a nano crystal and a mechanical property.

[0016] A wire size explains further to a detail the reason which limited the gestalt of the carbide in the steel wire of this invention centering on the steel wire which is 5mm. this invention persons observed particle size of a lamellae cementite first. At this time, the lamellae cementite was extracted by the extract residue method, and it observed by TEM. Moreover, the scale factor was made into 150000 times, measured the particle size of 20 photographs according to the following (1) type or (2) types, and estimated that it was also at the average.

[0017] Drawing 2 and drawing 3 are drawing substitution microphotographies in which the metal texture when making bluing treatment temperature into 425 degrees C and 475 degrees C, respectively is shown about the steel type A shown in the after-mentioned example. Like this drawing 2 and drawing 3, when the grain boundary of a nano crystal has observed clearly to the whole lamellae cementite, according to following the (4) type, it asked for the mean particle diameter of a cementite from the number of grains of the cementite crystal which exists in the lamellae cementite per unit area as that gestalt.

Mean-particle-diameter [ of a cementite ] = (the lamellae cementite area / the number of nano cementite grains of the observed range) 0.5 x 1.13 -- (4)

[0018] On the other hand, like drawing 4 (drawing substitution microphotography in which the metal texture when making bluing temperature into 300 degrees C is shown about a steel type A), when it was hard to check the grain boundary of a nano crystal as the whole photograph, according to following the (5) type, it asked for the mean particle diameter of a cementite from the gross area and the number of grains of the particle which the grain boundary carried out clearly.

Mean-particle-diameter [ of a cementite ] = [(nano lamellae cementite area of the observed range) the number of 0.5-/nano cementite grains]

x1.13 -- (5)

[0019] Although drawing 5 is a graph which shows the mean particle diameter of a cementite, and relation with (TSx elongation), it turns out that the high intensity and high ductility balance expressed with (TSx elongation) are falling rapidly from the hit where the mean particle diameter of a cementite exceeded 50nm. From such a thing, the upper limit of the mean particle diameter of a cementite was specified as 50nm in this invention.

[0020] By the way, with the wire for huge pons main cables currently used by the present, it is tensile strength:160kgf/mm<sup>2</sup> to each property of reinforcement and a twisting value. The above and a twisting value: There is a demand of 14 times or more. that is, the index of high intensity and a high twisting value property -- becoming (TSx twisting value) -- 2240(160x14) kgf/mm<sup>2</sup> It becomes a requirement that it is above. Although the mean particle diameter of a cementite and relation with (TSx twisting value) are shown in drawing 6 , in order to satisfy the above-mentioned demand characteristics, it turns out that what is necessary is just to set mean particle diameter of a cementite to 50nm or less. Also from such a viewpoint, the upper limit of the mean particle diameter of a cementite was set to 50nm by this invention.

[0021] Although the upper limit of the mean particle diameter of a cementite was specified as 50nm by this invention as mentioned above, as for the upper limit of this mean particle diameter, it is more desirable that it is 30nm or less. This reason is as follows. As demand characteristics in the wire for next-generation huge pons main cables, tensile strength is 2 200 kgf(s)/mm. Depending on class and the need, it is 2 240 kgf(s)/mm. It is class and it is said that more than twisting value:14 time and more than elongation:4% are required. That is, (TSx twisting value) is 2 3360 (240x14) kgf/mm. (TSx elongation) is 2 9.6 (240x0.04) kgf/mm above. It is above required. In order to satisfy such demand characteristics, said drawing 5 and drawing 6 show that what is necessary is just to set mean particle diameter of a cementite to 30nm or less. From such a thing, the upper limit with the desirable mean particle diameter of a cementite was set to 30nm by this invention.

[0022] Moreover, according to said drawing 6 , if the mean particle diameter of a cementite becomes smaller than 10nm, (TSx twisting value) would begin to fall rapidly and the vertical crack will sometimes have occurred (- mark, \*\* mark). Such an inclination is the same also in said drawing 1 and drawing 5 . By this invention, the minimum of the mean particle diameter of a cementite was specified as 10nm from such a thing.

[0023] Although high intensity, and high \*\* and ductility were attained in 5mmphi steel wire which consists of a fine pearlite organization like the above by specifying the mean particle diameter of the cementite in a lamellae cementite as 10-50nm According to the place which this invention persons examined, such an inclination not only in the steel wire with which the organization of steel wire consists of a fine pearlite organization It sees also in the steel wire included as the organization which makes a false pearlite and bainite a subject, or an organization. By controlling the mean particle diameter of the carbide [the cementite which dissolved also contains alloy elements, such as Cr besides the usual cementite (Fe<sub>3</sub> C,) with 10-50nm showed that high intensity, and high \*\* and ductility were attained. Moreover, the range where the mean particle diameter of carbide is desirable is 10-30nm at this time. From such a thing, the organization in the steel wire in this invention is the meaning containing not only fine pearlite but a false pearlite, or bainite, and should just make a subject one or more sorts of organizations of these organizations. In addition, especially about the organization of the remainders other than the organization which becomes a subject, it is not limited and a ferrite etc. is mentioned.

[0024] The above result is a thing in the case of being the steel wire whose wire size is 5mm, and the

mechanical property, especially twisting property of steel wire are expected that it is known that there is a wire-size dependency and the suitable range of carbide also has a wire-size dependency. In fact, when the mean particle diameter of a cementite (it is the same the following including the above "carbide") brought the above-mentioned result to 10nm or less, reinforcement becomes high too much on the contrary, a vertical crack was beginning to occur, but (5 said drawing 1 , 6) in the extra fine wire [ like ] whose wire size is 0.2mm, even if the mean particle diameter of a cementite was less than 10nm, the vertical crack was not generated.

[0025] Although not the all could be solved about the reason which the above-mentioned phenomenon produces, according to the place which this invention persons examined, it has considered as follows. the steel wire whose wire size is 0.2mm when a wire size compares a dark field image when the mean particle diameter of a cementite is almost comparable about steel wire (0.2mm and 5mm) -- a cementite -- the whole surface -- and with the steel wire whose wire size is 5mm, the cementite was overly only selectively made detailed to having guessed that it was overly made detailed to homogeneity, and the crystal grain distribution as the whole was uneven. That is, since particle size distribution are comparatively uniform organizations in the extra fine wire whose wire size is 0.2mm even if the mean particle diameter of a cementite is almost the same, it is thought that the problem of a vertical crack is not produced even if it overly makes it detailed. this invention persons repeated research further wholeheartedly about the effect which the mean particle diameter of a cementite has on the mechanical property of steel wire, also taking said wire-size dependency into consideration based on the above-mentioned knowledge.

[0026] However, the following inconvenience was encountered while this invention persons advanced the above-mentioned research. That is, although it was required to gaze at the actual possible organization, without being based on the aforementioned (5) formula in order to have evaluated the hyperfine structure of a lamellae cementite, the TEM observation by the usual thin film was not able to estimate the structure at all. In the usual extraction replica method, a damage mechanical to a lamellae cementite may be given during handling of a sample, and there is no guarantee which continues being an organization before the carbide obtained eventually extracting. Even if it is going to evaluate the hyperfine structure of a lamellae cementite using the usual extract residue method, after carrying out ultrasonic cleaning performed at the usual extract residue process, the appearance of a cementite collapsed, the mechanical damage was also given to the internal structure, and it has differed from the organization before an extract remarkably. Moreover, when TEM observation of the carbide which carried out extract residue, without performing ultrasonic cleaning was carried out, by 20nm or less, it was very hard to distinguish the hyperfine structure, and crystal grain was not able to argue about the relation of the hyperfine structure and a mechanical property. Furthermore, if acceleration voltage is raised in order to raise resolution by TEM, the extracted carbide has differed from the organization before an extract for the radiation damage by the electron ray. Although the attempt evaluated using the electrolysis radiation mold TEM with which a high resolution is obtained was also performed without raising acceleration voltage from such a thing, it was difficult to estimate that the hyperfine structure is set to 10nm or less.

[0027] Then, this invention persons examined the means for analyzing the hyperfine structure first from various include angles. Consequently, when crystal grain was evaluated using the radiation, crystal grain found out that analysis detailed also about the hyperfine structure 20nm or less could be performed. Moreover, with dozens of nm, since the board thickness of a lamellae cementite was dramatically thin, it was not able to be concerned with the absorption coefficient to the ingredient of a radiation, but it was able to obtain sufficient integrated intensity. In this hyperfine-structure analysis method, various kinds of radiations can be used from such a thing. Although an X-ray is obtained the simplest as this radiation, even if it uses other radiations, in the semantics of performing structural analysis, it is satisfactory in any way.

[0028] this invention persons conducted examinations with a wire size R and the mean particle diameter D of a cementite close about the effect which it has on the mechanical property of steel wire also including an overly detailed crystal grain field with the application of the above-mentioned hyperfine-

structure analysis method. The result is shown in drawing 7.

[0029] In order to obtain the steel wire of the property for which it wishes, without [ without it produces lack (TSx elongation), and ] generating a vertical crack so that clearly from drawing 7, it turns out that what is necessary is making it just satisfy the aforementioned (1) formula. Moreover, as long as it has satisfied the aforementioned (1) formula so that this drawing 7 may show, the mean particle diameter D of a cementite may exceed less than 10 micrometers or 50 micrometers. In addition, since the value of (TSx elongation) is excellent when mean particle diameter D is 30 micrometers or less, considering said drawing 5 (when a wire size R is 5mm), it turns out that it is more desirable to satisfy the aforementioned (2) formula.

[0030] Next, the manufacture conditions specified by this invention are explained. While setting the true strain epsilon in wire drawing to 1.0-5.0 in this invention approach as conditions for manufacturing the above high intensity quantity \*\* and ductility steel wire, it is the last soak temperature TB. He makes it 700 degrees C or less, and is trying to operate. In order to obtain sufficient reinforcement as wire-drawing material or bluing material first, it is necessary to make said true strain epsilon or more into 1.0. Moreover, if wire drawing is performed too much, since reinforcement will rise too much and a vertical crack will occur, it is necessary to set the upper limit of a true strain epsilon to 5.0.

[0031] On the other hand, it is the last soak temperature TB. If attached, since the pearlite organization in which gamma transformation was caused depending on the steel type, and it was obtained by wire drawing when this temperature exceeded 700 degrees C and which is detailed and has a stacking tendency collapsed and the mechanical property deteriorated, that upper limit was made into 700 degrees C. Moreover, the last soak temperature TB Although balling-up can be disregarded and tensile strength, elongation, drawing, a twisting value, etc. will not fall extremely in several seconds if it becomes 500-700 degrees C, there is a possibility that it may become impossible to disregard \*\* and balling-up which are put carelessly for a long time in this temperature region, and tensile strength, elongation, drawing, a twisting value, etc. may fall to it extremely. When it becomes less than 300 degrees C, ductility may stop moreover, fully recovering by heat treatment. Such a thing to the last soak temperature TB The desirable range is about 300-500 degrees C.

[0032] this invention persons arranged correlation \*\*\*\* with the mean particle diameter D of various manufacture conditions and a cementite by using a multiple regression analysis etc. as they showed in tables 1-7. Consequently, it was admitted that the mean particle diameter specified by the aforementioned (3) formula had the mean particle diameter D of the cementite obtained by measurement and clear correlation \*\*\*\*. That is, it is Si content and said average heating rate HR in steel wire so that this mean particle diameter D may satisfy the aforementioned (3) formula, in order to obtain the cementite mean particle diameter D which he wishes according to a wire size R. It became clear that what is necessary was just to control.

[0033] Drawing 8 is Si% in case a wire size R is 5mm, and said average heating rate HR. The relation of mean particle diameter D (the figure in drawing shows mean particle diameter D) is shown. And a dotted line shows the field with which are satisfied of the aforementioned (1) formula. Moreover, drawing 9 and drawing 10 are drawings in case wire sizes R are 0.2mm and 1.0mm, respectively. In addition, these results are based on the data of the tables 1-7 of the after-mentioned example. When there is optimal range in mean particle diameter D according to each wire size R and this mean particle diameter D was arranged by relation with manufacture conditions from these drawings, it became like the aforementioned (3) formula.

[0034] In addition, in the steel wire of this invention, it is attained by carrying out after [ hot rolling ] direct patenting treatment of the fine pearlite, in order to make it what was made into the subject, or carrying out after [ re-austenitizing ] patenting treatment of the organization. Moreover, what is necessary is just to adjust the temperature at the time of patenting treatment suitably, although it is the same as that of the case where it is made a pearlite organization, almost in order to make it the organization of a false pearlite, bainite, etc.

[0035] Although an example explains this invention to a detail further below, of course, the following example can also add and carry out modification suitably in the range which may suit before and the

after-mentioned meaning instead of the thing of the property which limits this invention, and each of they is contained in the technical range of this invention.

[0036]

[Example]

After having used the high-carbon steel of the chemical entity shown in the example 1 following table 1 as sample offering steel (A-E), hot-rolling it, considering as steel wire with a diameter of 11-14mm, and carrying out lead-patenting processing, cold drawing processing was performed by predetermined working ratio. The lead-patenting processing conditions at this time are 540-500 degrees-C x 4 minutes of 950 degrees-C x 5-minute -> isothermal transformation of reheating.

[0037]

[A table 1]

供試鋼	化 学 成 分 (重量%)					
	C	S i	Mn	P	S	Cr
A	0. 87	1. 21	0. 72	0. 006	0. 004	-
B	0. 80	0. 38	0. 87	0. 004	0. 006	-
C	0. 85	1. 19	0. 52	0. 001	0. 001	0. 29
D	0. 58	0. 18	0. 49	0. 004	0. 005	-
E	0. 95	1. 21	0. 75	0. 004	0. 006	-

[0038] Subsequently, continuation wire drawing of the steel wire was carried out even to 5.0mm (reduction of area: 71.0-87.2) which is a target wire size. At this time, steel wire was cooled at the dice outlet and steel-wire temperature was kept at 170 degrees C or less. Then, in order to carry out straight-line processing and to simulate the temperature-up processing at the time of plating further, bluing treatment was performed at 300-500 degrees C. The mean diameter and subject organization of the carbide in the obtained steel wire are shown in a table 2 with bluing treatment temperature. Moreover, the mechanical property of each steel wire is shown in a table 3.

[0039]

[A table 2]

No.	供試 鋼種	加熱速度 (°C/秒)	ブルーイン グ処理温度 (°C)	伸縮歪	炭化物の 平均粒径 (nm)	線径 (mm)	組織	備考
1	A	3.2	300	1.79	8.4	5.0	バーライト	比較例
2	A	3.2	350	1.79	9.2	5.0	バーライト	比較例
3	A	3.2	400	1.79	10.6	5.0	バーライト	実施例
4	A	3.2	425	1.79	22.3	5.0	バーライト	実施例
5	A	3.2	450	1.79	30.0	5.0	バーライト	実施例
6	A	3.2	475	1.79	37.8	5.0	バーライト	実施例
7	A	3.2	500	1.79	51.8	5.0	バーライト	比較例
8	A	3.2	300	1.79	8.1	5.0	ペイナイト	比較例
9	A	3.2	425	1.79	24.3	5.0	ペイナイト	実施例
10	A	3.2	500	1.79	52.8	5.0	ペイナイト	比較例
11	B	3.2	300	1.79	8.6	5.0	バーライト	比較例
12	B	3.2	350	1.79	12.5	5.0	バーライト	実施例
13	B	3.2	450	1.79	50.9	5.0	バーライト	比較例
14	C	3.2	350	1.79	8.3	5.0	バーライト	比較例
15	C	3.2	400	1.79	11.3	5.0	バーライト	実施例
16	C	3.2	450	1.79	27.2	5.0	バーライト	実施例
17	C	3.2	500	1.79	50.8	5.0	バーライト	比較例
18	D	3.2	300	1.79	8.7	5.0	バーライト	比較例
19	D	3.2	400	1.79	13.8	5.0	バーライト	実施例
20	D	3.2	425	1.79	42.4	5.0	バーライト	実施例
21	D	3.2	450	1.79	53.8	5.0	バーライト	比較例
22	E	3.2	300	1.79	8.4	5.0	バーライト	比較例
23	E	3.2	425	1.79	19.8	5.0	バーライト	実施例
24	E	3.2	450	1.79	31.2	5.0	バーライト	実施例
25	E	3.2	500	1.79	53.1	5.0	バーライト	比較例

[0040]  
[A table 3]

No.	降伏点 (kgf/mm <sup>2</sup> )	引張強さ T S (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	絞り (%)	T S × 伸び (kgf/mm <sup>2</sup> )	T S × 絞り (kgf/mm <sup>2</sup> )	縫割れ	備考
1	199.8	229.1	3.5	46.9	8.0	107.4	有り	比較例
2	191.5	224.1	4.9	46.3	10.9	103.8	有り	比較例
3	180.6	217.7	5.7	45.1	12.4	98.2	無	実施例
4	173.7	214.2	5.8	43.4	12.4	93.0	無	実施例
5	165.2	204.5	5.4	37.2	11.0	76.1	無	実施例
6	159.9	197.9	5.4	34.9	10.7	69.1	無	実施例
7	150.7	181.1	4.8	31.7	8.9	57.4	無	比較例
8	187.4	218.4	4.1	50.2	9.0	109.6	有り	比較例
9	155.7	193.7	6.4	47.2	12.4	91.4	無	実施例
10	140.4	170.9	5.2	40.2	8.9	68.7	有り	比較例
11	125.4	173.7	4.4	50.0	7.6	86.9	有り	比較例
12	117.6	170.0	5.9	51.0	10.0	86.7	無	実施例
13	109.7	156.2	5.0	44.1	7.8	68.9	無	比較例
14	204.9	214.1	3.9	51.7	8.3	110.7	有り	比較例
15	188.9	209.8	5.8	50.7	12.2	106.4	無	実施例
16	169.9	197.8	5.8	42.8	11.5	84.7	無	実施例
17	151.6	177.0	4.6	39.8	8.1	70.4	有り	比較例
18	95.7	132.4	4.3	63.5	5.7	84.1	無	比較例
19	88.2	124.3	7.9	65.7	9.8	81.7	無	実施例
20	80.4	108.3	8.0	51.4	8.7	55.7	無	実施例
21	71.2	99.7	7.2	47.2	7.2	47.1	無	比較例
22	215.0	227.1	3.5	41.8	7.9	94.9	有り	比較例
23	197.6	219.3	5.3	49.8	11.6	109.2	無	実施例
24	180.8	214.5	4.6	42.2	9.9	90.5	無	実施例
25	155.1	182.7	4.1	28.1	7.5	51.3	無	比較例

[0041] It can consider as follows than tables 1-3. First, the sample offering steel A is the steel type which added Si 1.21%, and with pearlite steel wire (1 No. 2) 350 degrees C or less, since the mean particle diameter of carbide (nano cementite) is set to less than 10nm, bluing treatment temperature has become poor twisting with the vertical crack. Among these, with the pearlite steel wire (No.1) whose bluing treatment temperature is 300 degrees C, the value of (TSx elongation) is also 2 8.0 kgf(s)/mm. It becomes and on-the-strength-elongation balance is falling. Moreover, in the pearlite steel wire (No.7) whose bluing treatment temperature is 500 degrees C, the mean particle diameter of carbide has made it big and rough with 51.8nm, and (TSx elongation) has deteriorated. On the other hand, even if it uses the same sample offering steel A, since the pearlite steel wire (No.3-6) whose bluing treatment temperature is 400-475 degrees C has the mean particle diameter of carbide within suitable limits specified by this invention, the value excellent in (TSx elongation) is shown.

[0042] On the other hand, by the bainitic steel line (No.8) whose bluing treatment temperature is 300 degrees C, although the thing of steel-wire No.8-10 is manufactured to a bainite texture using the above-mentioned sample offering steel A, since the mean particle diameter of carbide (nano cementite) is set to less than 10nm, vertical division occurs and (TSx elongation) is inferior in it. Moreover, by the bainitic steel line (No.10) whose bluing treatment temperature is 500 degrees C, the mean particle diameter of carbide has made it big and rough with 52.8nm, and the value of (TSx elongation) has deteriorated. On the other hand, even if it uses the same sample offering steel A, since the bainitic steel line (No.9) whose bluing treatment temperature is 425 degrees C has the mean particle diameter of carbide in suitable \*\*\*\*\* specified by this invention, (TSx elongation) shows the outstanding value.

[0043] In the pearlite steel wire (No.11) whose sample offering steel B is a steel type which has not added Si and whose bluing treatment temperature is 300 degrees C, since the mean particle diameter of carbide (nano cementite) is set to less than 10nm, the value of (TSx elongation) has deteriorated. Moreover, in the pearlite steel wire (No.13) whose bluing treatment temperature is 450 degrees C, the mean particle diameter of carbide has made it big and rough with 50.9nm, and the value of (TSx elongation) has deteriorated. On the other hand, even if it uses the same sample offering steel B, since the pearlite steel wire (No.12) whose bluing treatment temperature is 350 degrees C has the mean

particle diameter of carbide within suitable limits specified by this invention, the value excellent in (TS<sub>x</sub> elongation) is shown.

[0044] In the pearlite steel wire (No.14) whose sample offering steel C is the steel type which added Cr 0.29% and whose bluing treatment temperature is 350 degrees C, since the mean particle diameter of carbide (nano cementite) is set to less than 10nm, it has become poor twisting with the vertical crack. Moreover, in the pearlite steel wire (No.17) whose bluing treatment temperature is 500 degrees C, the mean particle diameter of a cementite has made it big and rough with 50.8nm, and the value of (TS<sub>x</sub> elongation) has deteriorated. On the other hand, even if it uses the same sample offering steel C, since the pearlite steel wire (15 No. 16) whose bluing treatment temperature is 400-450 degrees C has the mean particle diameter of carbide within suitable limits specified by this invention, the value excellent in (TS<sub>x</sub> elongation) is shown.

[0045] Although the mean particle diameter of carbide (nano cementite) was set to less than 10nm and the vertical crack did not occur in the pearlite steel wire (No.18) whose sample offering steel D is the steel type which reduced C and Si and whose bluing treatment temperature is 300 degrees C, the value of (TS<sub>x</sub> elongation) has deteriorated. Moreover, in the pearlite steel wire (No.21) whose bluing treatment temperature is 450 degrees C, the mean particle diameter of carbide has made it big and rough with 53.8nm, and the value of (TS<sub>x</sub> elongation) has deteriorated. On the other hand, even if it uses the same sample offering steel D, the pearlite steel wire (19 No. 20) whose bluing treatment temperature is 400 degrees C and 425 degrees C shows the value excellent in (TS<sub>x</sub> elongation).

[0046] The amount of C is the high C addition steel type which is 0.97%, in the pearlite steel wire (No.22) whose bluing treatment temperature is 300 degrees C, the mean particle diameter of carbide (nano cementite) is set to less than 10nm, and the sample offering steel E has become poor twisting with the vertical crack. Moreover, in the pearlite steel wire (No.25) whose bluing treatment temperature is 500 degrees C, the mean particle diameter of carbide has made it big and rough with 53.1nm, and the value of (TS<sub>x</sub> elongation) has deteriorated. On the other hand, even if it uses the same sample offering steel E, the pearlite steel wire (23 No. 24) whose bluing treatment temperature is 425 degrees C and 450 degrees C shows the value excellent in (TS<sub>x</sub> elongation).

[0047] Lead patenting was further presented about the thing of the steel types A and B which carried out wire drawing of the wire size to 5mm according to the process described above example 2 (lead-patenting conditions: reheating 950 degree-Cx5 minute -> isothermal transformation 540 - 500 degree-Cx 4 minutes). Continuation wire drawing of such steel wire was carried out to the range of 1.0mm (reduction of area: 71.0 - 87.2%) which is a target wire size. At this time, the wire rod was cooled at the outlet of all dices, and wire rod temperature was maintained at 170 degrees C or less. Then, straight-line processing was carried out and bluing treatment was performed at 300-500 degrees C.

[0048] Then, wire drawing was performed, after presenting lead patenting and performing brass plating like the above. Continuation wire drawing of such steel wire was carried out with wet to the range of 0.2mm (reduction of area: 71.0 - 87.2%) which is a target wire size. Then, bluing of the range of 300-500 degrees C was performed after direct processing.

[0049] The mean diameter and main organizations of the carbide in the obtained steel wire are shown in a table 4 with bluing treatment temperature. Moreover, the mechanical property of each steel wire is shown in a table 5. In addition, the result in the phase which set the wire size to 1.0mm about the steel type B was also shown in Table 4 and a table 5.

[0050]

[A table 4]

No.	供試 鋼種	加熱速度 (°C/秒)	ブルーイン グ処理温度 (°C)	伸線歪	炭化物の 平均粒径 (nm)	線径 (mm)	組織	備考
26	A	79.4	300	3.6	2.8	0.2	バーライト	比較例
27	A	79.4	400	3.6	24.3	0.2	バーライト	実施例
28	A	79.4	500	3.6	54.3	0.2	バーライト	比較例
29	B	79.4	300	3.6	8.6	0.2	バーライト	実施例
30	B	79.4	350	3.6	12.5	0.2	バーライト	実施例
31	B	79.4	450	3.6	49.5	0.2	バーライト	比較例
32	B	12.6	300	2.2	4.8	1.0	バーライト	比較例
33	B	12.6	350	2.2	8.6	1.0	バーライト	実施例
34	B	12.6	400	2.2	12.5	1.0	バーライト	実施例
35	B	12.6	425	2.2	36.8	1.0	バーライト	実施例
36	B	12.6	500	2.2	50.8	1.0	バーライト	比較例

[0051]

[A table 5]

No.	降伏点 (kgf/mm <sup>2</sup> )	引張強さ TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	絞り (%)	TS × 伸び (kgf/mm <sup>2</sup> )	TS × 絞り (kgf/mm <sup>2</sup> )	縦割れ	備考
26	379.1	419.2	2.5	36.9	10.5	154.7	有り	比較例
27	352.7	394.4	4.8	33.4	18.9	131.7	無し	実施例
28	321.8	338.3	1.8	13.4	6.1	45.3	無し	比較例
29	305.4	353.1	3.4	43.5	12.0	153.6	無し	実施例
30	294.6	350.2	4.9	41.0	17.2	143.6	無し	実施例
31	261.2	280.4	1.9	14.3	5.3	40.1	無し	比較例
32	222.3	284.6	2.9	47.3	8.3	134.6	有り	比較例
33	215.7	274.7	3.4	44.6	9.3	122.5	無し	実施例
34	203.8	267.1	4.8	42.0	12.8	112.2	無し	実施例
35	194.6	254.6	4.4	27.5	11.2	70.0	無し	比較例
36	183.2	243.8	2.0	15.1	4.9	36.8	無し	実施例

[0052] It can consider as follows than tables 4 and 5. The thing of No.26-28 carries out wire drawing of the steel type A to 0.2mm. When a wire size is 0.2mm, since that whose bluing treatment temperature is 300 degrees C has a mean diameter D as small as 2.8nm, the vertical crack has generated it to the lower limit of the mean diameter D called for by (3) types being 3.1nm ( drawing 9 ). To the upper limit of the mean particle diameter called for by (3) types being 43.1nm ( drawing 9 ) in 500-degree-C processing material, since it is large, (TSx elongation) is [ 54.3nm and ] 2 6.1 kgf(s)/mm. 9.6kgf/mm<sup>2</sup> Less.

[0053] The thing of No.29-31 carries out wire drawing of the steel type B to 0.2mm. Since it was satisfied with 300-degree-C processing material of (3) types ( drawing 9 ), there is also no vertical crack, and (TSx elongation) is 2 12.0 kgf(s)/mm. Lower limit 9.6kgf/mm<sup>2</sup> It was above. For particle size, to 43.1nm ( drawing 9 ) which is the upper limit calculated by (3) formulas, since it is large, at 450-degree-C processing material, (TSx elongation) is [ 54.3nm and ] 2 5.3 kgf(s)/mm. Lower limit 9.6kgf/mm<sup>2</sup> Less.

[0054] The thing of No.32-36 carries out wire drawing of the steel type B to 1.0mm. To 46.6nm ( drawing 10 ) which is the upper limit calculated by (3) types, 4.8nm and since it was small, the vertical

crack had generated the particle size of 300-degree-C processing material. Moreover, (TSx elongation) is 2.8.3 kgf(s)/mm. 9.6kgf/mm<sup>2</sup> Less.

[0055] For particle size, to 46.6nm ( drawing 10 ) which is the lower limit calculated by (3) types, since it is large, at 500-degree-C processing material, (TSx elongation) is [ 50.8nm and ] 2.4.9 kgf(s)/mm. 9.6kgf/mm<sup>2</sup> Less.

[0056] When wire drawing of the wire size was carried out by 1.0mm like the conditions described above example 3, it investigated about the case where changed a heating rate and wire drawing distortion (true strain epsilon), and the value of the right-hand side of (3) types is changed. The mean diameter and subject organization of the carbide in the obtained steel wire are shown in a table 6 with bluing treatment temperature. Moreover, the mechanical property of steel wire is shown in a table 7.

[0057]

[A table 6]

No.	供試 鋼種	加熱速度 (°C/秒)	ブルーイン グ処理温度 (°C)	伸線歪	炭化物の 平均粒径 (nm)	(3)式の 右辺の値	線径 (mm)	組織	備考
37	B	12.6	350	2.2	12.5	15.0	1.0	パーライト	実施例
38	B	12.6	350	1.6	4.9	5.2	1.0	パーライト	比較例
39	B	12.6	425	2.2	36.8	39.0	1.0	パーライト	実施例
40	B	12.6	425	3.2	53.9	55.4	1.0	パーライト	比較例
41	B	12.6	450	2.2	50.8	63.0	1.0	パーライト	比較例
42	B	1.0	450	2.2	52.7	66.4	1.0	パーライト	比較例
43	B	12.6	450	2.2	36.8	39.0	1.0	パーライト	実施例
44	B	12.6	450	2.2	36.7	29.4	1.0	パーライト	実施例

[0058]

[A table 7]

No.	降伏点 (kgf/mm <sup>2</sup> )	引張強さ TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	絞り (%)	TS×伸び (kgf/mm <sup>2</sup> )	TS×絞り (kgf/mm <sup>2</sup> )	縦割れ	備考
37	215.7	274.7	3.4	44.6	9.3	122.5	無し	実施例
38	183.1	203.7	4.3	68.2	8.8	138.9	無し	比較例
39	194.6	254.6	4.4	27.5	11.2	70.0	無し	実施例
40	204.6	263.7	3.2	24.2	8.4	63.8	無し	比較例
41	183.2	243.8	2.0	18.2	4.9	44.4	無し	比較例
42	181.6	238.6	3.5	24.3	8.4	62.5	無し	比較例
43	194.6	254.6	4.4	27.5	11.2	70.0	無し	実施例
44	223.4	268.1	4.9	32.7	13.1	87.7	無し	実施例

[0059] From these results, it can consider as follows. The case where the rate of wire drawing is changed first is explained. As the value of the right-hand side of (3) types is set to 5.2, when wire-drawing distortion is made small from 2.2 to 1.6, bluing treatment temperature is 350 degrees C and it carries out to below a 1.0mm [ of wire sizes ] lower limit, (TSx elongation) is 2.8.8 kgf(s)/mm. It becomes, and becomes insufficient (TSx elongation), and mean particle diameter is also set to 4.9nm or less.

Moreover, as the value of the right-hand side of (3) types is set to 55.4nm, when wire-drawing distortion is enlarged from 2.2 to 3.2, and it carries out more than a 1.0mm [ of wire sizes ] upper limit also in the case of 425-degree-C bluing treatment, (TSx elongation) is 2.8.4 kgf(s)/mm. It becomes insufficient (TSx elongation) and mean particle diameter D is set to 53.9nm or more.

[0060] Next, average heating rate HR The case where it is made to change is explained. It is TB about the last soak temperature here. It is HR when it carries out. It is an average heating rate between TB-20 degrees C from TB-100 degree C. If soak temperature is arranged with the bluing treatment temperature of 450 degrees C and a heating rate makes it slow in 12.6 degrees C/second to 1.0 degrees C/[ a second and ], it is over the upper limit in case the values of the right-hand side of (3) types are 66.4 and 1.0mm of wire sizes. in this case, (TSx elongation) -- 8.4kgf/mm<sup>2</sup> becoming (TSx elongation) -- it has deteriorated. Moreover, when a heating rate is made quick in 126.0 degrees C/[ a second and ], it turns out that the value of the right-hand side of (3) types is set to 29.4, it goes within the limits of [ suitable ] 1.0mm of wire sizes, and the mechanical property is also excellent.

[0061]

[Effect of the Invention] By constituting this invention as mentioned above and controlling the mean diameter of the carbide of an organization in steel wire by nano meter level in the suitable range, the high intensity to wish and the steel wire of high ductility can be obtained, and this steel wire is the optimal as raw materials, such as a PC wire, galvanized steel wire, a spring steel wire, and a cable for suspension bridges.

---

[Translation done.]